

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИКРОКОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА Cu-14%Fe В ХОДЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ

Степанов Н.Д.

Руководитель – профессор, д.т.н. Салищев Г.А.

НИУ БелГУ, г. Белгород,

stepanov@bsu.edu.ru

Микрокомпозиционные медные сплавы на основе систем с практически отсутствующей взаимной растворимостью (Cu-Nb, Cu-Fe, Cu-Ag и др.) являются сравнительно новым классом медных сплавов [1], сочетающих в себе высокую прочность с хорошей электропроводностью. Для получения высокопрочных состояний такие сплавы подвергают большим пластическим деформациям, чаще всего – волочением. В результате получают проволоки, у которых в медной матрице расположены наноразмерные частицы второго компонента, что обеспечивает высокую удельную поверхность межфазных границ, являющихся эффективными препятствиями для движения дислокаций. Для практического применения также представляют интерес листовые полуфабрикаты, обладающие комбинацией высокой прочности и электропроводности. Однако, число исследований посвященных исследованию структуры и свойств микрокомпозиционных медных сплавов после прокатки, крайне ограничено, они в основном посвящены сплавам системы Cu-Nb [2].

Поэтому, в данной работе было проведено исследование эволюции микроструктуры и механических свойств сплава системы Cu-Fe в ходе холодной прокатки. Сплавы с железом по сравнению с другими медными микрокомпозиционными сплавами отличаются сравнительно невысокой стоимостью [3]. Однако, в сравнении с другими сплавами, взаимные растворимости компонентов друг в друге несколько выше. Поэтому особое внимание было обращено на химический состав фаз (особенно медной матрицы) и его эволюцию в ходе прокатки. Известно, что в микрокомпозиционных сплавах после больших степеней деформации в результате механического легирования могут образовываться пересыщенные твердые растворы [4], но систематического изучения химического состава фаз в области сравнительно малых деформаций еще не проводилось.

Слиток сплава Cu-14%(вес.)Fe был получен вакуумной дуговой плавкой и отлит в медный водоохлаждаемый тигель. Полученный слиток был экструдирован до диаметра 40 мм при температуре 650°C, состояние после экструзии являлось исходным в настоящем исследовании. Заготовка толщиной 25 мм была подвергнута холодной листовой прокатке,

максимальная степень деформации составила $\epsilon=6.6$ (соответствующая конечная толщина составила 35 мкм). Исследование микроструктуры осуществлялось методами оптической микроскопии, растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии. Образцы для РЭМ готовились тщательной механической полировкой продольного и поперечного сечения. Образцы для ПЭМ исследований были изготовлены в продольном сечении методом ионной полировки. Электронные микроскопы были оснащены энергодисперсионными (ЭДС) детекторами для локального определения химического состава. Механические свойства определялись при испытаниях на растяжение, для каждого состояния минимум было испытано 3 образца.

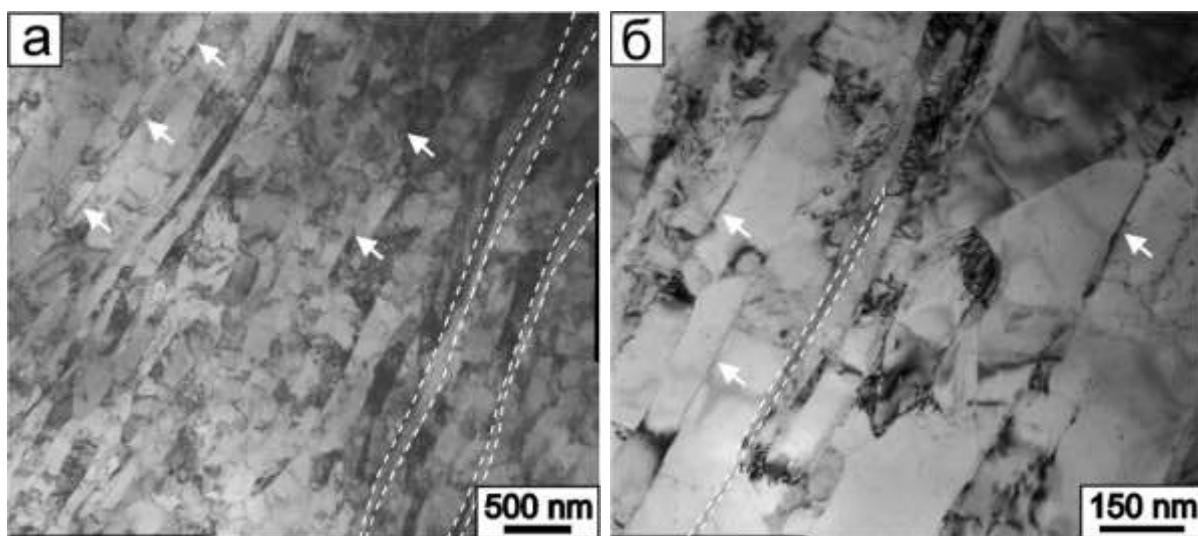


Рис. 1. Микроструктура сплава Cu-14Fe после прокатки со степенями деформации $\epsilon=3.7$ (а) и $\epsilon=6.6$ (б), белыми пунктирными линиями и стрелками выделены частицы железа. Снимки получены методом ПЭМ в продольном сечении.

В исходном состоянии крупные вытянутые в направлении экструзии частицы железа со средней длиной около 35 мкм и диаметром около 15 мкм расположены в медной матрице со средним размером равноосных зерен/субзерен около 0.5 мкм. В ходе прокатки частицы железа приобретают сплюсненную форму, сначала – линзообразную, при более высоких степенях деформации – плоскую. При этом происходит одновременное снижение их толщины и длины, а также расстояния между ними. Значительной разнице в морфологии и размерах частиц железа в продольном и поперечном направлениях обнаружено не было. Исследования методом ПЭМ (рис. 1) показали, что после прокатки с максимальной степенью деформации $\epsilon=6.6$ средняя толщина частиц железа составила 30 нм, а среднее расстояние между ними – около 100 нм. Структура медной матрицы типична для структуры холоднокатаных ОЦК-металлов, зерна/субзерна вытянуты в направлении прокатки. Поперечное

расстояние между границами непрерывно уменьшается с увеличением степени деформации и после $\epsilon=6.6$ составляет 80 нм.

Измерения химического состава медной матрицы в исходном состоянии показало, что концентрация железа составляет около 3.8(вес.)%. Наличие пересыщенного твердого раствора в исходном состоянии, очевидно, обусловлено высокой скоростью охлаждения при литье сплава. Кроме того, стоит отметить, что в некоторых зернах/субзернах меди были обнаружены сферические частицы железа диаметром около 4 нм. Прокатка со степенями деформации до $\epsilon=5$ приводит к заметному снижению содержания железа до 1.2% при $\epsilon=5$. Вероятно, при прокатке происходит распад пересыщенного твердого раствора. В пользу этого предположения свидетельствует тот факт, что объемная доля зерен/субзерен меди, содержащих наноразмерные частицы железа, повышается в том же интервале степеней деформации. Дальнейшее повышение степени деформации при прокатке не приводит к снижению содержания железа, оно сохраняется на уровне около 1%. Более того, после прокатки с $\epsilon=6.6$ в близости от плоских частиц железа содержание железа повышается почти до 4%, что, вероятно, вызвано механическим легированием при высоких степенях деформации.

Механические испытания показали, что исследуемый сплав непрерывно упрочняется в ходе прокатки, не демонстрируя тенденции к насыщению. Так, предел прочности, составляющий в исходном состоянии 325 МПа, возрастает до 726 МПа после прокатки со степенью деформации $\epsilon=5.1$, и до 992 МПа – после прокатки с $\epsilon=6.6$. Значительное упрочнение сопровождается падением пластичности: относительное удлинение снижается с 23.3% в исходном состоянии до 2.4% после прокатки с $\epsilon=6.6$. Стоит отметить, что анизотропии механических свойств в продольном и поперечном направлениях не наблюдалось. Было выявлено, что взаимосвязь между пределом прочности и средним расстоянием между частицами железа подчиняется закону Холла-Петча.

Список литературы:

- 1) F. Heringhaus, D. Raabe, J. Mater. Process. Tech. 59 (1996) 367-372.
- 2) J.D. Verhoeven, S.C. Chueh, E.D. Gibson, J. Mater. Sci. 24 (1989) 1748 – 1752.
- 3) D. Raabe, P.-P. Choi, Y. Li, A. Kostka, X. Sauvage, F. Lecouturier, K. Hono, R. Kirchheim, R. Pippan and D. Embury, Mater. Res. Bull. 35 (2010) 982 – 990.
- 4) C.L. Trybus, W.A. Spitzig, Acta Metall. 37:7 (1989) 1971 – 1981.